

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日 Date of Application:

2003年 5月 9日

出 願 番 号 Application Number:

特願2003-130966

[ST. 10/C]:

[JP2003-130966]

出 願 人 Applicant(s):

株式会社日立製作所

U.S. Appln. Filed 3-19-04 Inventor: H. Tamaki et al mattingly Stangers Malur Docket KAS-201

特許庁長官 Commissioner, Japan Patent Office 2004年 2月25日



【書類名】

特許願

【整理番号】

1102010851

【あて先】

特許庁長官 殿

【国際特許分類】

C22F 1/00

【発明の名称】

高耐酸化性Ni基超合金及びガスタービン部品

【請求項の数】

16

【発明者】

【住所又は居所】

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号

株式会社 日立製作所 日立研究所内

【氏名】

玉置 英樹

【発明者】

【住所又は居所】

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号

株式会社 日立製作所 日立研究所内

【氏名】

明 吉成

【発明者】

【住所又は居所】

茨城県日立市弁天町三丁目10番2号

日立協和エンジニアリング株式会社内

【氏名】

岡山 昭

【発明者】

【住所又は居所】

茨城県日立市大みか町七丁目2番1号

株式会社 日立製作所 電力・電機開発研究所内

【氏名】

高野 剛

【発明者】

【住所又は居所】

茨城県日立市大みか町七丁目1番1号

株式会社 日立製作所 日立研究所内

【氏名】

土井 裕之

【特許出願人】

【識別番号】

000005108

【氏名又は名称】 株式会社 日立製作所

【代理人】

【識別番号】

100075096

【弁理士】

【氏名又は名称】 作田 康夫

【電話番号】

03-3212-1111

【手数料の表示】

【予納台帳番号】

013088

【納付金額】

21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】

明細書 1

【物件名】

図面 1

【物件名】

要約書 1

【プルーフの要否】

要



【発明の名称】 高耐酸化性Ni基超合金及びガスタービン部品

【特許請求の範囲】

【請求項1】

 γ 相のマトリックス中に γ 相を分散させることによって強化したNi基超合金において、重量%で、 $0.01\sim0.5\%$ のC, $0.01\sim0.04\%$ のB, $0.1\sim2.5\%$ のHf, $0.8\sim15\%$ のCo, 8.5% 未満のTa, $1.5\sim16\%$ のCr, 1.0%未満のMo, $5\sim14\%$ のW, $0.1\sim4.75\%$ のTi, $2.5\sim7\%$ のAl及び4%未満のNbを含み、Vが $0\sim1.0\%$ 未満,Zrが $0\sim0.1\%$ 未満,Reが $0\sim9\%$ 未満,白金族元素の少なくとも1種が合計で $0\sim0.5\%$ 未満,希土類元素の少なくとも1種が合計で $0\sim0.1\%$ 未満であることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項2】

請求項1において、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:9.7~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:1.5~9%, Mo:0.01~0.9%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:4~7%, Nb:0.1~4% 未満及びRe:0.01~9%未満を含み、希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.1%未満, VとZr及び白金族元素がいずれも0.005%以下であることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項3】

請求項2において、Tiが重量%で $0.1\sim0.45$ %であることを特徴とする高耐酸化性Ni 基超合金。

【請求項4】

請求項1において、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:0.8~4.75%, Ta:0.1~4.5%, Cr:1.5~9%, Mo:0.01~0.9%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:4~7%, Nb:0.1~4%未満及びRe:0.01~9%未満を含み、希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.1%未満, VとZr

及び白金族元素がいずれも0.005% 以下であることを特徴とする高耐酸化性 Ni基超合金。

【請求項5】

請求項4において、Tiが重量%で $0.1\sim0.45$ %であることを特徴とする 高耐酸化性Ni 基超合金。

【請求項6】

請求項1において、重量%で、C:0.01~0.5%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:9.7~15%, Ta:8.5%未満, Cr:1.5~16%, Mo:1.0%未満, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:4~7%, Nb:4%未満, Re:0.01~9%未満を含み、白金族元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, V及びZrがいずれも0.005%以下よりなり、かつ(0.004×W量(重量%)+0.004×2×Mo量(重量%)+0.004×Re量(重量%))/(0.003×3×Ti量(重量%)+0.006×Ta量(重量%)+0.006×2×Nb量(重量%))で求められる値が1.0~2.5の範囲内にあることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項7】

請求項6において、(0.004×W量(重量%)+0.004×2×Mo量(重量%)+0.004×Re量(重量%))/(0.003×3×Ti量(重量%)+0.006×Ta量(重量%)+0.006×2×Nb量(重量%))で求められる値が1.5~2.0の範囲内であることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項8】

請求項1において、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:9~16%, Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~7%, Nb:0.1~4%未満を含み、Re:0~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.1%未満, VとZr及び白金族元素がいずれも0.005%以下よりなることを特徴とする高耐酸化性

Ni基超合金。

【請求項9】

請求項8において、Hfが重量%で1.1~2.5%, Alが重量%で2.5~ 4.5%よりなることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項10】

請求項1において、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15重量%, Ta:0.5% 未満, Cr:9~16%, Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:2~4.75重量%, A1:2.5~4%未満, Nb:0.75~4%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.1%未満, VとZr及び白金族元素がいずれも0.005%以下よりなることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項11】

請求項10において、Crが重量%で13%を超え16%以下、Nbが重量%で2~4%未満よりなることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項12】

請求項8において、Ti量が重量で2~4.75%であり、(3.8×Ti量(重量%)+2×Nb量(重量%)+Ta量(重量%))/(2×Mo量(重量%)+W量(重量%)+Re量(重量%))で求められる値が1.6~2.8の範囲内であり、さらに、(3.8×Ti量(重量%)+3.5×Cr量(重量%))/(6.8×Al量(重量%))で求められる値が1.8~3.1の範囲内にあることを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金。

【請求項13】

γ相のマトリクス中にγ´相が分散してなるNi基超合金鋳造物において、前記Ni基超合金は、重量%で、C:0.01~0.5%, B:0.01~0.04%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:8.5%未満, Cr:1.5~16%, Mo:1.0%未満, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~7%, Nb:4%未満を含み、V:0~1.0%未満, Zr:0~0.1%未満, Re:0~9%未満, 白金族元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.1%未満よりなる

ことを特徴とする高耐酸化性Ni基超合金鋳造物。

【請求項14】

請求項13に記載の合金が一方向凝固法で鋳造されていることを特徴とする高 耐酸化性Ni基超合金鋳造物。

【請求項15】

y相のマトリクス中にy´相が分散してなるNi基超合金鋳造物により形成されたガスタービン部品において、前記Ni基超合金は、重量%で、C:0.01~0.5%, B:0.01~0.04%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:8.5%未満, Cr:1.5~16%, Mo:1.0%未満, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~7%, Nb:4%未満を含み、V:0~1.0%未満, Zr:0~0.1%未満, Re:0~9%未満, 白金族元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, オービン部品。

【請求項16】

請求項15において、前記鋳造物は一方向凝固法で鋳造されていることを特徴とするガスタービン部品。

【発明の詳細な説明】

[0001]

【発明の属する技術分野】

本発明は、高温で優れた耐酸化性を有するNi基超合金に係り、また該Ni基 超合金により形成されたガスタービン部品に関する。本発明のNi基超合金は、 ガスタービンの動翼或いは静翼に使用するのに好適である。

[0002]

【従来の技術】

ガスタービンの燃焼ガス温度は、熱効率向上の観点から年々上昇する傾向にある。これに伴い、ガスタービン部材には、高温で高強度,耐食性及び耐酸化性を 有することが求められるようになった。

[0003]

ガスタービンの動翼或いは静翼には、従来からγ´析出強化型のNi基超合金

が使用されている。そして、合金の化学成分と含有量或いは製造方法を工夫する ことで、材質改善が図られている(例えば、特許文献1から3参照)。

[0004]

【特許文献1】

特開平6-57359号公報(特許請求の範囲)

【特許文献2】

特開平6-184685号公報(特許請求の範囲)

【特許文献3】

特許第2905473号公報(特許請求の範囲)

[0005]

【発明が解決しようとする課題】

・航空機エンジン用のガスタービン向けに開発されたNi基超合金は、一般に、 高温強度を重視して高価なReを多量に含有し、耐食性に有効なCrの含有量を 少なくしている。一方、産業ガスタービン用に開発されたNi基超合金は、耐食 性を重視してCr及びTiの含有量を多くし、高価なReの含有量を少なくして いる。

[0006]

しかし、産業ガスタービンにおいても、燃焼ガス温度の上昇による熱効率向上の観点から、高温強度が高く、かつ、高温耐酸化性及び耐食性に優れた合金が求められるようになっている。

[0007]

本発明の目的は、高温でのクリープ強度と、高温耐酸化性及び耐食性という、 従来相反すると考えられていた特性を、高価なReを含有せずに或いは少ない Re量にて両立させたNi基超合金を提供することにある。

[0008]

【課題を解決するための手段】

本発明は、N i 基超合金の母相である γ 相を主に強化する元素である C r , M o , W 及び R e 、析出強化相である γ '相を主に強化する元素である T a , T i 及び N b 、主に結晶粒界を強化する元素である C , B , H f 及び Z r のグル

ープ毎に各々の元素バランスの最適化を検討し、さらに、 γ 相強化元素と γ 相強化元素の総量のバランス等について詳細な検討を実施した結果、見出されたものである。

[0009]

本発明は、重量%で、C:0.01~0.5%, B:0.01~0.04%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:8.5%未満, Cr:1.5~16%, Mo:1.0%未満, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~7%, Nb:4%未満を含み、V:0~1.0%未満, Zr:0~0.1%未満, Re:0~9%未満, 白金族元素の少なくとも1種が合計で0~0.5%未満, 希土類元素の少なくとも1種が合計で0~0.1%未満よりなることを特徴とするNi基超合金にある。これら以外の成分は、合金の製造段階で混入する不可避の不純物、例えばP, S等を除いて、Niである。

$[0\ 0\ 1\ 0]$

なお、本発明において、白金族元素はRu, Rh, Pd, Os, Ir及びPt を意味する。これらの中ではPtが最も望ましい。また、希土類元素はSc, Y及びランタノイドのLa, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Luを意味する。これらの中では、Yが最も望ましい。

$[0\ 0\ 1\ 1]$

本発明のNi基超合金において、高温強度を最も重視したい場合には、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:9.7~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:1.5~9%, Mo:0.01~0.9%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, A1:4~7%, Nb:0.1~4%未満, Re:0.01~9%未満とし、V及びZrを故意に添加せずに0.005%以下に抑え、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

$[0\ 0\ 1\ 2]$

高温強度に加え、1000℃以上での高温耐酸化性を重視したい場合には、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5

%, Co:9.7~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:1.5~9%, Mo:0.01~0.9%, W:5~14%, Ti:0.1~0.45%, Al:4~7%, Nb:0.1~4%未満, Re:0.01~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計量は0~0.1% 未満とし、V及びZrは故意に添加せずにいずれも0.005% 以下に抑え、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0013]

高温強度をより重視しながら、耐食性も重視する場合には、重量%で、C: 0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co: 0.8~4.75%, Ta:0.1~4.5%, Cr:1.5~9%, Mo:0.01~0.9%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:4~7%, Nb:0.1~4%未満, Re:0.01~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計量が0~0.1% 未満, V及びZrはいずれも0.005% 以下にし、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0014]

高温強度と耐食性に加え、1000℃以上での高温耐酸化性をも重視する場合には、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:0.8~4.75%, Ta:0.1~4.5%, Cr:1.5~9%, Mo:0.01~0.9%, W:5~14%, Ti:0.1~0.45%, Al:4~7%, Nb:0.1~4%未満, Re:0.01~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計量が0~0.1%未満, V及びZrは故意に添加せずにいずれも0.005%以下に抑え、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0015]

本発明のNi基超合金は、鋳造後、溶体化熱処理を施さずに時効熱処理のみを 施すことによって、或いは鋳造後、溶体化熱処理を施し、更に時効熱処理を施す ことによって使用される。

[0016]

溶体化熱処理は、 γ 相を母相の γ 相中に固溶させるための熱処理であり、本

発明では部分溶体化熱処理すなわち γ 相の一部しか母相に戻さない熱処理でもよい。

$[0\ 0\ 1\ 7]$

また、時効熱処理は、 γ 相を析出させる熱処理であり、本発明では時効熱処理を複数回施してもよい。

[0018]

高温での溶体化熱処理は、高温強度を向上させる効果がある一方で、再結晶の発生或いは結晶粒界の移動による結晶粒界強度の低下、さらにはコストの上昇等を招きやすく、産業ガスタービン用の大型鋳造物にとってはマイナス要因が多い。したがって、溶体化熱処理無しで優れた高温強度を得る必要がある場合には、重量%で、C:0.01~0.5%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:9.7~15%, Ta:8.5% 未満, Cr:1.5~16%, Mo:1.0%未満, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:4~7%, Nb:4%未満, Re:0.01~9%未満を含み、白金族元素の少なくとも1種を合計で0~0.5%未満, 希土類元素の少なくとも1種を合計で0~0.1%未満, V及びZrを故意に添加せず、残部はNi及び不可避の不純物とし、かつ(0.004×W量(重量%)+0.004×Re量(重量%))/(0.003×3×Ti量(重量%)+0.006×Ta量(重量%)+0.006×2×Nb量(重量%))で求められる値が1.0~2.5の範囲内、より好ましくは1.5~2.0の範囲内にあるようにすることが望ましい。

[0019]

高温強度よりも耐食性を重視する場合には、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:9~16%, Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~7%, Nb:0.1~4%未満, Re:0~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計が0~0.1% 未満, VとZr及び白金族元素を含まず、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0020]

高温強度よりも耐食性を重視し、さらに延性を重視する場合には、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:1.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:9~16%, Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~4.5%, Nb:0.1~4%未満, Re:0~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計が0~0.1%未満, VとZr及び白金族元素を含まず、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0021]

耐食性を重視し、かつコスト低減をはかるためには、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:0.5%未満, Cr:9~16%, Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:2~4.75%, Al:2.5~4% 未満, Nb:0.75~4%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計が0~0.1% 未満, V及び Zrは故意に添加せず、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0022]

耐食性を極めて重視するためには、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15重量%, Ta:0.5%未満, Cr:13%を超え16%以下、Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:2~4.75重量%, Al:2.5~4%未満, Nb:2~4%未満, V及びZrを故意に添加せず、残部はNi及び不可避の不純物とすることが望ましい。

[0023]

耐食性を重視し、かつ組織安定性及び高温耐酸化性とのバランスがとれた合金とするには、重量%で、C:0.05~0.2%, B:0.01~0.03%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:0.1~4.5%, Cr:9~16%, Mo:0.01~0.3%, W:5~14%, Ti:2~4.75%, Al:2.5~4.5%未満, Nb:0.1~4%未満, Re:0~9%未満, 希土類元素の少なくとも1種の合計が0~0.1%未満, V及びZrを故意に添加

せず、残部はNi及び不可避の不純物からなり、(3.8×Ti量(重量%)+2×Nb量(重量%)+Ta量(重量%))/(2×Mo量(重量%)+W量(重量%)+Re量(重量%))で求められる値が1.6~2.8の範囲内であり、さらに、(3.8×Ti量(重量%)+3.5×Cr量(重量%))/(6.8×Al量(重量%))で求められる値が1.8~3.1の範囲内とすることが望ましい。

[0024]

本発明によれば、以上述べたNi基超合金よりなる鋳造物が提供される。特に、一方向凝固法で鋳造された一方向凝固鋳造物が提供される。本発明によるNi基超合金鋳造物は、ガスタービン用高温部材として好適であり、産業ガスタービン用の動翼或いは静翼に使用するのに適する。

[0025]

次に、個々の元素の効果及び含有量の適正範囲について述べる。

[0026]

Cは、Hf, Ta, Nb, Ti等とMC型炭化物、Cr, W, Mo等と $M_{23}C_6$ 及び M_6C 型炭化物を形成し、高温での結晶粒界の移動を阻害することで結晶粒界を強化する。この効果を得るためには最低でも0.01 重量%以上、好適には0.05 重量%以上含有する必要がある。Cの含有量が増えると、 γ 相及び γ' 相の固溶強化に有効な元素が炭化物にとられることで合金の高温強度は低下する。従って、Cの上限は0.5 重量%に規制する必要があり、高温強度を重視する場合には、Cの上限は0.2 重量%とすることが望ましい。

[0027]

Bは、結晶粒界の非整合部をうめ、結晶粒界の結合力を増加させる効果がある。本合金においては、最低でも0.01 重量%の含有が必要である。しかし、BはNi基超合金の融点を著しく低下させるため、最大でも0.04 重量%とする必要があり、高温強度を安定させるためには、B量の上限は0.03 重量%とすることが望ましい。

[0028]

Hfは、結晶粒界に偏析し、結晶粒界の延性を向上させる効果がある。しかし

、合金の強度が増大した場合には、相対的に結晶粒界の強度が低下し、合金の延性が著しく低下する場合がある。Hfの含有は、このような現象を防止するために有効であり、最低でも0.1重量%の含有が必要であり、特に1.1重量%以上含有することが望ましい。しかし、過度の添加はBと同様に合金の融点を低下させるため、上限は2.5重量%とする必要がある。

[0029]

Coは、γ′相の固溶温度を低下させ、溶体化熱処理を容易にさせる効果がある。特に部分溶体化で使用される場合には、低い熱処理温度でも溶体化率を大きくする効果がある。また、溶体化熱処理無しで使用される場合でも、Coの添加によりγ′相の析出温度が低下することで、形状の優れたγ′相が析出する領域を増やす効果がある。これらの効果は、いずれも高温強度向上に寄与するものである。これらの効果を得るためには、最低でも0.8 重量%以上の含有が必要である。高温強度を特に重視した合金を得たい場合には、9.7 重量%以上含有するのがよい。しかし、Coの過度の添加は、γ′相を不安定化し、むしろ強度低下につながる。従って、Coは最大でも15重量%以下とする必要がある。なお、Coは耐食性を低下させるため、耐食性が要求される場合で、Cr量が9重量%未満の場合には、4.75重量%以下の範囲で含有することが好ましい。

[0030]

 $Tatletarrow \gamma'$ 相の固溶強化元素として非常に有効な元素である。溶体化熱処理無しでも優れた高温強度が得られるようにするためには、 γ' 相と γ 相の格子定数ミスマッチの絶対値を小さくする必要があり、Ta量を0%より多く8.5 重量%未満とする必要がある。前記格子定数ミスマッチをより少なくするには、4.5 重量%以下とすることが好ましい。 $Tatletarrow \gamma$ は高価な元素であるので、コストを重視する場合には、Ta量を0.5 % 重量未満にして、<math>Nb量を多くすることが望ましい。Tao一部をNbで置き換えた場合の方が、かえって耐食性は向上する。

[0031]

Wは、Taと反対に主に γ 相を固溶強化する。 γ 相と γ 相の格子定数ミスマッチの絶対値を小さくするためには、最低でも5重量%以上含有する必要がある

。しかし、Wの過度の添加は、合金の相安定性を悪化させTCP相等の有害相の 析出につながり、かつ耐食性を著しくて低下させるため、最大でも14重量%に 規制する必要がある。

[0032]

Moは、Wと同属であり、その効果もWとほぼ同様である。優れた高温強度を得るためには、0.01 重量%以上含有するのが望ましい。しかし、本発明者らは、Moを含有した場合には、Wと比べ燃焼環境中の耐食性が著しく悪化することを確認した。従って、本発明合金ではMoの含有量は最大でも1.0 重量%未満とし、好ましくは0.9重量%以下、耐食性を極めて重視する場合には0.3重量%以下とすることが好ましい。

[0033]

Reは、W及びMoと同様に主にγ相を固溶強化する。燃焼環境中の耐食性を低下させる元素でもあるが、その影響はMoやWに比べると少ないことから、耐食性と高温強度を両立させるために非常に有効な元素である。しかし、Reはγ′相側への分配率が著しく低いため、相安定性に影響を及ぼしやすい。従って、最大でも9重量%未満とする必要がある。また、Reは非常に高価な元素であるため、大型の産業ガスタービン用では、必要最低限で添加することが好ましい。コストを重視する場合には、Reを無添加にしてもよい。

[0034]

CrはCr₂O₃の保護皮膜を形成し、Ni基超合金の耐食性を維持するための必須元素である。従って、最低でも1.5重量%の含有が必要である。耐食性を重視する場合には、9重量%以上含有することが望ましく、さらに耐食性を重視する場合には13重量%以上含有することが望ましい。しかし、過度の添加は、Wと同様に合金の相安定性を悪化させTCP相等の有害相の析出につながるため、上限は16重量%に規制する必要がある。高温強度を向上させるためにWやReの添加量を増やす必要が有る場合には、Crの含有量を9重量%以下にすることが好ましい。

[0035]

 $A \mid l \mid y' \mid$ 相である $N \mid 3A \mid l \mid e$ 形成するために必須の元素であり、最低でも

2.5 重量%以上の含有が必要である。 γ 相の体積率を高くし高温強度を重視する場合には、4 重量%以上含有させることが好ましい。また、A 1 はA 1 2 O 3 保護皮膜を形成することで、耐酸化性及び耐食性を向上させる。しかし、過度に添加すると γ 相の固溶強化度が低下し、かえって高温強度が低下することから、最大でも7重量%とする必要がある。耐食性重視のためにC r 量を増やす場合には、A 1 量を2.5 \sim 4.5 重量%、より好ましくは2.5 \sim 4 重量%未満とするのがよい。

[0036]

[0037]

NbはTiよりは効果は小さいが、Creal の複合酸化物の形成を防止し、合金の耐食性を改善する効果がある。一方、Ta より効果は小さいが、 γ 相を固溶強化する効果はTi より高い。従って、Nb は高温強度を落とさずに耐食性を改善できる有効な元素である。Nb の最小含有量は、含有が認められる程度でよいが、前述の効果を有効に発揮させるためには、少なくとも0.1 重量%以上含有するのがよい。耐食性とコストを重視し、Ta の含有量を0.5 重量%以下とした場合には、Nb 量を0.75 重量%以上、より好ましくは2重量%以上含有するのがよい。一方で、 γ 相の相安定性を保つためには、Nb の含有量の上限は4重量%未満とする必要がある。

[0038]

ZrはHfと同様の効果を持つが、Ni基超合金の融点を著しく低下させるため、含有させる場合でも、0.1重量%未満にする必要がある。しかし、この範

囲内では、かえって、結晶粒界の延性を低下させることがわかったので、本発明 合金では故意に添加せず、できるだけ 0.005 重量%に抑えることが最も望ま しい。

[0039]

Vを添加するとTa及びNbの固溶限度が低下し、高温強度の低下につながる。また、耐食性を著しく低下させることから、含有する場合は1.0 重量%未満、なるべく0.005 重量%以下に抑え、できるだけ無添加とすることが望ましい。

[0040]

希土類元素は、 Al_2O_3 保護皮膜の密着性を改善し、耐酸化性を大幅に改善する。しかし、Ni 基超合金の融点を著しく低下させることから、 $0\sim0.1$ 重量%未満とすることが好ましい。希土類元素は、周期律表の3A族に属する元素で、Yの他にSc、及びLa, Ce等のランタノイド、Ac等のアクチノイドが含まれる。

[0041]

白金族元素は、合金中のWあるいはRe等の高温強度に有効な元素の固溶限度を広げる作用があるが、非常に高価であるため、0.5 重量%未満とする。できるだけ0.005 重量%以下に抑えることが望ましく、無添加でも良い。

$[0\ 0\ 4\ 2]$

 $(0.004 \times W = (重量%) + 0.004 \times 2 \times Mo = (重量%) + 0.004 \times Re = (重量%)) / (0.003 \times 3.75 \times Ti = (重量%) + 0.006 \times Ta = (重量%) + 0.006 \times 2 \times Nb = (重量%)) で示す数式 (以下、この数式で求められた数値をパラメータ1と記す)は、主に <math>\gamma$ 相を強化する元素 (W, Mo, Re)と主に γ 相を強化する元素 (Ti, Ta, Nb)が、各々 γ 相, γ 相の格子定数をどれだけ大きくするかという指標の比である。各々の元素の前に示されている係数は、各々の元素が γ あるいは γ が 相の格子定数を 1原子% 当たりどれだけ大きくするかを示すものである(単位: 10^{-1} n m/at%)。さらに、 Ta, W, Reの質量数をほぼ同等と考えた係数であるため、各々 Nb, Mo, TiにはWとの質量数の比に応じた係数が乗じられている。このパラメ

ータ 1 により、γ 相とγ′ 相の格子定数ミスマッチを予測でき、高温で適正な格 子定数ミスマッチが保てる範囲は、このパラメータ1が1.0~2.5の範囲であ る。1.0より小さいと γ 相側の格子定数が大きすぎ、2.5よりも大きいと反 対にγ相側の格子定数が大きくなりすぎ、適正な格子定数ミスマッチが保てなく なる。格子定数ミスマッチが適正な範囲では、γ´相が安定であるため、鋳造の ままの状態でも γ ′ 相が立方体形状を保っている。従って、溶体化熱処理無しで も優れた高温強度を示す。また、部分溶体化状態で用いる場合でも、鋳造状態で のγ´相の形状が影響を及ぼすため、上記係数を制御することは重要である。産 業用ガスタービンは航空機エンジン用のガスタービンと比べ大型であるため、鋳 造時に過大な残留応力が生じ、その後の溶体化熱処理で再結晶が発生しやすい。 また、一方向凝固材の結晶粒界の強度は、結晶粒界の移動により、溶体化熱処理 温度が高いほど、処理時間が長いほど低下する。従って、産業用ガスタービンの 高温部材用には、溶体化熱処理無しで、あるいはできるだけ低い温度,短い時間 の部分溶体化熱処理で優れた高温強度を発揮できる合金が望ましい。従って、上 記パラメータ 1 を 1 . 0 ~ 2 . 5 の範囲とした N i 基超合金は、産業用ガスタービ ンの高温部材用として好適である。高温強度を特に重視する場合には、上記パラ メータ1を1.5~2.0の範囲とすることが好ましい。

[0043]

(3.8×Ti量(重量%)+2×Nb量(重量%)+Ta量(重量%))/ (2×Mo量(重量%)+W量(重量%)+Re量(重量%))で示す数式(以下、この数式で求められた数値をパラメータ2と記す)は、 γ' 相強化元素(Ti, Nb及びTa)と γ 相強化元素(Mo, W及びRe)の原子%比に相当する。このパラメータ2が小さい場合は、耐食性に悪影響を及ぼすMo及びWの割合が相対的に大きくなることを示し、耐食性が悪い方向になることを示す。一方、このパラメータ2が大きい場合、つまりTi, Nb及びTa量が多い場合は、これらの元素は γ 相形成元素であるため、 γ' 相より γ 相が安定となり、合金強度は低下する傾向になる。従って、優れた耐食性を得るためには、パラメータ2は1.6以上である必要があり、一方、 γ' 相を安定に保ち、優れた高温強度を得るためにはパラメータ2を2.8以下とする必要がある。

[0044]

[0045]

【発明の実施の形態】

表1に本発明合金及び本発明をなす過程で実験に供した比較合金の化学組成及び熱処理条件を示す。合金は、溶体化熱処理及びそれに続く時効熱処理を施したものと、溶体化熱処理を省略して時効熱処理のみを施したものとの2種類に分けた。溶体化熱処理を施したものは、高温強度よりも耐食性を重視したタイプであり、溶体化熱処理を省略したものは、高温強度を重視したタイプである。溶体化熱処理無しで優れた高温強度が得られるように合金設計することで、溶体化熱処理中の再結晶を防止し、さらに溶体化熱処理のコストを削減する効果がある。

[0046]

表1に記載の合金は、各々の組成に予め調整されたマスターインゴットを用い、鋳型引出し式一方向凝固法で鋳造した。鋳造後、表1記載の条件で熱処理を施し、その後で各々の評価用試験片を機械加工で採取した。評価用試験片は、100 $\max \times 1.5 \, \max \times 2.30 \, \min$ の一方向凝固平板とした。表2記載のクリープ破断時間は、850 \mathbb{C} -40 \mathbb{k} gf $/ \min^2 \mathbb{V}$ は982 \mathbb{C} -14 \mathbb{k} gf $/ \min^2$ 0条件で評価した。耐食性は、900 \mathbb{C} のバーナリグ試験における、7時間 \times 5サイクル後の重量変化量で評価した。バーナリグ試験の燃料には硫黄を0.04 \mathbb{k} mass%含む軽油を用い、腐食を加速する目的で \mathbb{k} mass%NaCl溶液を \mathbb{k} 0cc/ \mathbb{k} min で燃焼ガス中に噴

霧した。また、耐酸化性は、大気中で試料を $1100 \mathbb{C}/20 h$ 加熱し、これを15 サイクル繰返した後の重量変化量で評価した。

[0047]

【表1】

表 1

Heat frastured	1010°C/401111°C/100	1812°C/881	100C/41111C/10	Hrc/hillic/im	1942/41112/16	1005/401117/700	1815/8411616
Solution Heat Treatment		Hart/m	1110/4	W.S.W	1180°C/46	100°C/4a	1805/18
Parate les							
v Preside							20.20.20.20.20.20.20.20.20.20.20.20.20.2
A Principle			= = =				
3 4							
17 19		2 2 3 2 3 2 5 3 2 5 2 3 2 5 2 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 2 5 3 3 2 5 3 2 5 3 3 3 3	983	9 9			
al composition (all			* * *			88888888	81888888888
Chemica			9 9 5 	**			
				\mathbf{L}		81-82-58	
	202236238865		===	1 1	3 3 3 8 5		
a la							

binanni: (Lidix Bini) il (Dex Xivio) il (Dex Xivio

[0048]

【表2】

表 2

alloy 1 2 3 alloy C1 1.89 0.41 0.1 alloy C2 1.97 0.41 0.2 alloy C3 1.95 0.45 0.1 alloy C4 1.88 0.46 0.1 alloy 187 1.75 0.49 0.1 alloy 188 1.74 0.49 0.1 alloy 189 1.66 0.5 0.5	7 1176 4 1240		重量医(t (mg/cm ²) 20.15 11.29	磁化試験信集 重量软化(ag/ca⁻¹) -0.5
alloy C2 1.92 0.41 0.2 alloy C3 1.95 0.45 0.1 alloy C4 1.88 0.45 0.1 alloy 187 1.75 0.49 0.1 alloy 188 1.74 0.49 0.1	1 1239 7 1176 4 1240		20. 15	-0, 5
alloy (3 1.95 0.45 0.45 alloy (4 1.88 0.45 0.4 0.4 0.45 0.4 1.88 0.45 0.4 0.4 0.4 0.4 0.4 0.4 0.4 0.4 0.4 0.4	4 1240		11.29	
alloy C4 1.88 0.45 0.1 alloy 187 1.75 0.49 0.1 alloy 188 1.74 0.49 0.1				-0, 5
alloy 187 1.75 0.49 0.1 alloy 188 1.74 0.49 0.1	0 1153		19.85	-0.9
alloy 188 1.74 0.49 0.1			10.50	-0.8
			25, 47	-0.7
allow 124			21.17	-0.8
			13.06	-0.9
alloy 190 1.67 0.44 0.5 alloy 191 1.65 0.44 0.5			28, 20 28, 04	-0. 1 -0. 4
attoy 192 1.57 0.46 0.5			15.61	-0.3
alloy 193 1.66 0.44 0.1			23.18	-0.4
alloy 194 1.65 0.44 0.5			23.61	-0.4
altoy 195 1.58 0.46 0.1			14.71	-0.1
alloy 196 2. 18 0.40 0.0	4 1004	-	35. 09	-1.2
altoy 197 2.08 0.42 0.	6 875	-	32, 30	-1.3
altoy 200 1.30 0.62 0.1				
altoy 201 1.17 0.76 0.1			-	
alicy 298 1.83 0.47 0.4			•	-
alloy 299 1.79 0.48 0.4		-	-	-
alloy 300 1.79 0.48 0.4		-		-
alloy 301 1.62 0.47 8.1 alloy 302 1.63 0.47 0.1				
2110y 302 1.631 0.47 0.1 2110y 303 1.781 0.48 0.1			-	
alloy 304 1.82 0.48 0.		-	-	
alloy 305 1,74 0.49 0.		-	-	
alioy 306 1.68 0.51 0.		-		-
alley 307 1.73 0.49 0.				•
alley 308 1.73 0.50 0.			-	-
alloy 309 1.74 0.49 0.			•	
	51 - /3 4220			-
alloy 762 0.73 0.93 0. alloy 763 0.73 0.93 0.			0.20	-4.7
11 toy MM 1.59 0.55 0.			35. 67	-18.0
atioy 241 0.43 1.56 0.		793	37.80	- 10.0
atley 242 0.45 1.79 D.		731	35.20	
alloy 245 0.47 1.99 1.	23 -	688	20. 22	
11 log 246 0.49 2.18 1.		654	10.30	•
alloy 247 0.51 2.37 1.		633	0. 33	-
alloy 248 0.51 2.37 1.		615	0.21	•
ailoy 251 0.37 1.82 0.		677	33, 80	-
alloy 252 0.39 2.08 1. alloy 255 0.41 2.29 1.		675 653	78.50 16.60	
alloy 256 0.41 2.29 1.		648	10.50	-
alloy 257 0.45 2.73 2.		620	0.35	_
alloy 258 0.40 2.30 1.		637	10.30	
alloy 259 0.42 2.52 1.		545	11.30	-
alloy 260 0.44 2.75 2.	-	625	0, 33	
afley 281 0.86 1.54 3.	20 -	680	18.30	-200. 5
aitoy 282 0.59 2.06 3.	20 -	550	15, 30	-120.8
	10 -	280	0, 55	-18.8
	20 -	3	0.31	-38.7
	14	320	0. 32	-30.8
	21 -	404	0.16	-25.7
81(0) 287 0.60 1.69 1. 81(0) 289 0.42 2.16 2.		409 -538	0, 21 0, 25	-23. 8 -25. 5
alicy 290 0.52 2.07 2.		541	0.23	-30.5
	18 -	546	0.15	-74.8
	33 -	292	14.04	-137.6
	31 -	92		-53. 3

Parameter1: (0.004×8(wt%)+0.004×2×86(wt%)+0.094×Re(wt%))/(0.003×3.75×Ti(wt%)+0.006×Ta(wt%)+0.006×2×86(wt%))

Parameter2: (3.8×Ti(w1%)+2×4b(w1%)+Ta(w1%))/(2×Mo(w1%)+B(w1%)+Re(w1%))

Parameter3: (3.5×Cr(w1%)+3.8×Ti(w1%))/(6.8×AI(w1%))

[0049]

図1は、溶体化熱処理無しで評価したグループのクリープ破断試験結果を示す。この場合、試験片は凝固方向と平行方向、つまり、結晶粒界と平行方向に採取した。図2は、パラメータ1とクリープ破断時間の関係を示す。これらの結果から、パラメータ1が1.0~2.5の範囲にある合金は、溶体化熱処理無しでも優



れたクリープ破断強度を示し、パラメータ1が上記範囲を外れる合金は、溶体化 熱処理状態では優れたクリープ破断強度を示すが、時効熱処理のみの場合は著し くクリープ破断強度が低下することがわかる。

[0050]

図3は、溶体化熱処理を施して評価したグループのクリープ破断試験結果を示す。この場合も、試験片は凝固方向と平行方向、つまり、結晶粒界と平行方向に採取した。図4は、パラメータ2とクリープ破断時間の関係を示す。パラメータ2が大きくなるに従って、クリープ破断時間が低下する。これは、パラメータ2が2.8 を超えると γ 相の安定性がくずれ、 γ 相の析出がはじまるためである。

[0051]

図5は、溶体化熱処理を施して評価したグループの900 $^{\circ}$ Cバーナリグ試験 (7時間×5サイクル)による耐食性評価結果を示す。この結果をパラメータ2及びパラメータ3で整理したのが図6である。クリープ破断強度の面からは、パラメータ2が小さいほど好ましいが、図6の結果から、耐食性の面ではパラメータ2は大きいほど良く、優れた耐食性を有し、かつ良好なクリープ破断強度を得るためには、パラメータ2が1.6~2.8 の範囲で、かつパラメータ3が1.8~3.2 の範囲であることが好ましい。

[0052]

[0053]

図8は、結晶粒界の延性に及ぼすHfの効果を検討した結果を示す。試料は上記Zrの影響を検討した場合と同様、前記一方向凝固平板より採取し、これに

1250℃/4h/ACの溶体化熱処理及び1080℃/4h/AC+871℃/20h/ACの二段の時効熱処理を施した。試料は凝固方向と直角方向に採取し、この試料を800℃での引張試験に供し、この際の伸び率から、結晶粒界の延性に及ぼすHfの効果を検討した。図8から、Zrと異なり、Hfは結晶粒界の延性向上に著しい効果があることがわかる。

[0054]

[0055]

図10は、結晶粒界の延性に及ぼすBの効果を検討した結果を示す。試料は前記一方向凝固平板より採取し、これに1250 \mathbb{C} /4 h/A C の溶体化熱処理及び1080 \mathbb{C} /4 h/A C + 8 7 1 \mathbb{C} /2 0 h/A C の二段の時効処理を施した。試料は凝固方向と直角方向に採取し、この試料を800 \mathbb{C} での引張試験に供し、この際の伸び率から、結晶粒界の延性に及ぼすBの効果を検討した。図10から、Bは結晶粒界の延性向上に著しい効果があることがわかる。

[0056]

図11は、溶体化熱処理無しで評価したグループのバーナリグ試験による耐食性評価結果を示す。図12は、Mo量とバーナリグ試験後の重量変化量の関係を示す。これらの結果から、<math>Mo量を減らすことで、耐食性が向上することがわかる。

[0057]

また、図13は、Co量とバーナリグ試験後の重量変化量の関係を示す。この 結果から、Co量を減らすことで、耐食性が向上することがわかる。

[0058]

図14は、Nb量とバーナリグ試験後の重量変化量の関係を示す。この結果か

ら、Nbは耐食性向上に効果があることがわかる。

[0059]

図15は、耐酸化性試験結果を示し、図16は、溶体化熱処理を施して評価したグループのTi量と酸化試験後の重量変化量の関係を示す。これらの結果から、Ti量を減らすことで、耐酸化性が改善できることがわかる。

[0060]

【発明の効果】

本発明により、高価なR e を含有せず或いはR e 量を減らしても、高温強度を高めることができ、しかも耐食性及び高温耐酸化性を兼ね備えたN i 基超合金を提供できた。

【図面の簡単な説明】

図1

溶体化熱処理を施さないグループのクリープ破断試験結果を示すグラフ。

図2

パラメータ1とクリープ破断時間の関係を示す特性図。

【図3】

溶体化熱処理を施したグループのクリープ破断試験結果を示すグラフ。

【図4】

パラメータ2とクリープ破断時間の関係を示す特性図。

【図5】

溶体化熱処理を施したグループのバーナリグ試験による耐食性評価結果を示す グラフ。

【図6】

溶体化熱処理を施したグループのバーナリグ試験による耐食性評価結果をパラメータ 2 及びパラメータ 3 で整理した図。

【図7】

結晶粒界の延性に及ぼすZr量の影響を示す特性図。

[図8]

結晶粒界の延性に及ぼすHf量の影響を示す特性図。

【図9】

結晶粒界の延性に及ぼすC量の影響を示す特性図。

【図10】

結晶粒界の延性に及ぼすB量の影響を示す特性図。

【図11】

溶体化熱処理無しで評価したグループのバーナリグ試験による耐食性評価結果 を示すグラフ。

【図12】

Mo量とバーナリグ試験後の重量変化量の関係を示す特性図。

【図13】

Co量とバーナリグ試験後の重量変化量の関係を示す特性図。

【図14】

N b 量とバーナリグ試験後の重量変化量の関係を示す特性図。

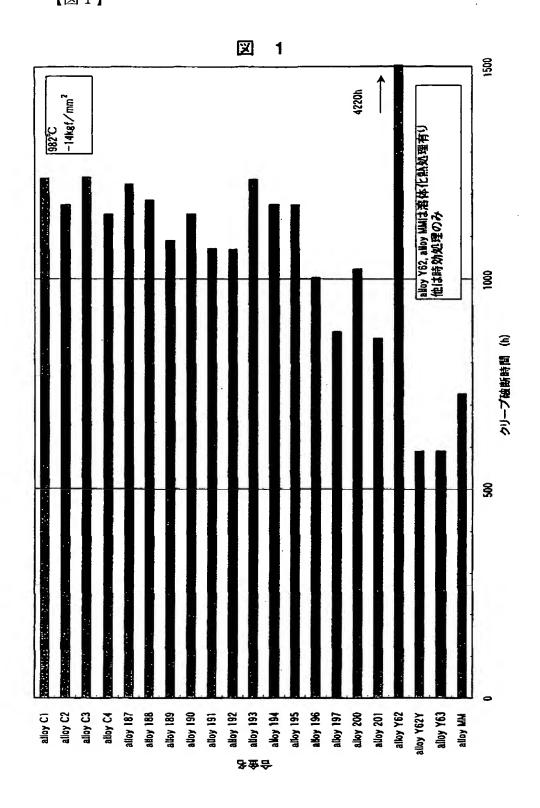
【図15】

耐酸化性試験結果を示すグラフ。

【図16】

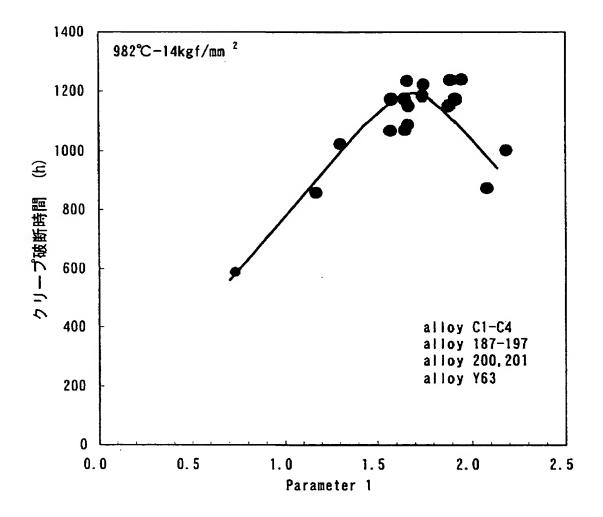
溶体化熱処理を施したグループのTi量と酸化試験後の重量変化量の関係を示す特性図。

【書類名】 図面 【図1】 ·

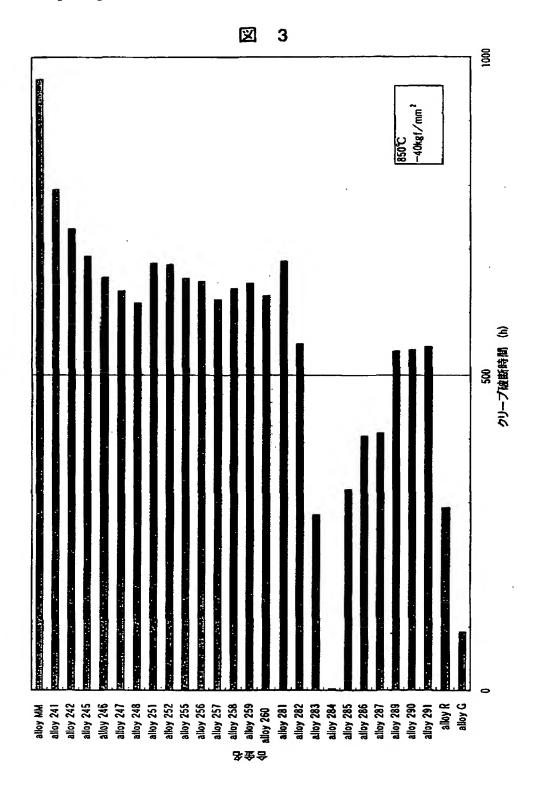


【図2】

図 2

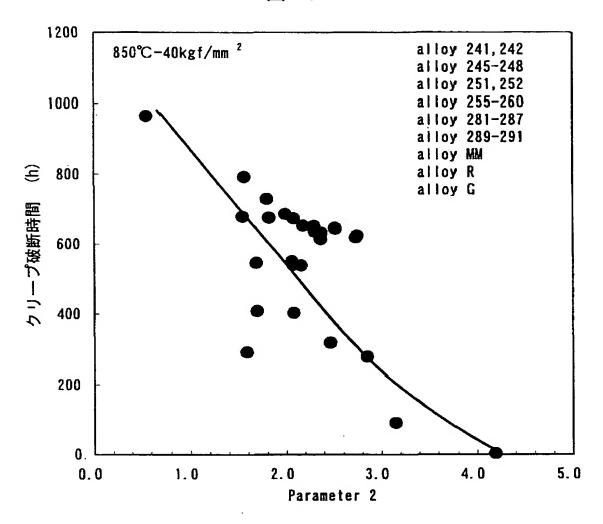


【図3】

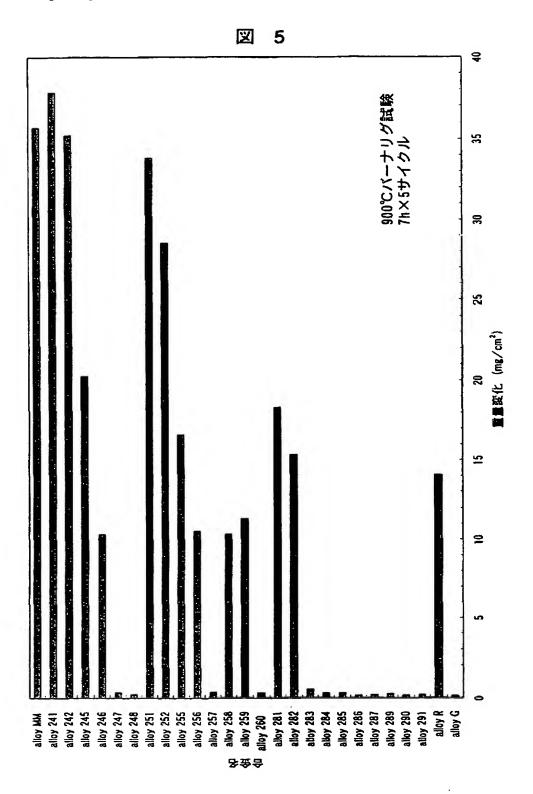


【図4】

図 4

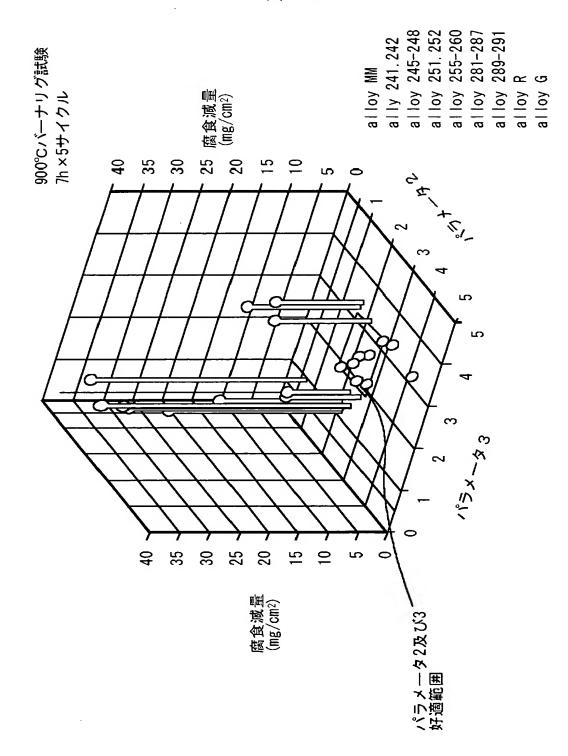


【図5】



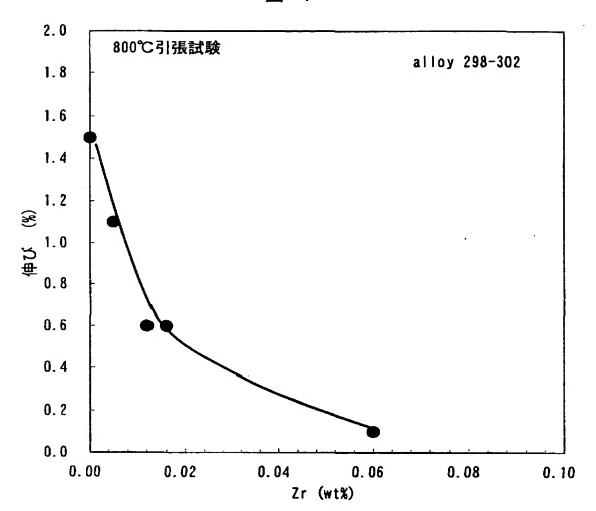
【図6】

図 6

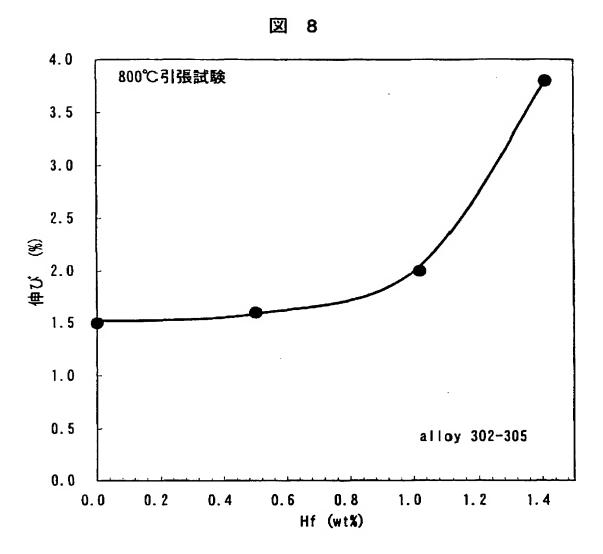


【図7】



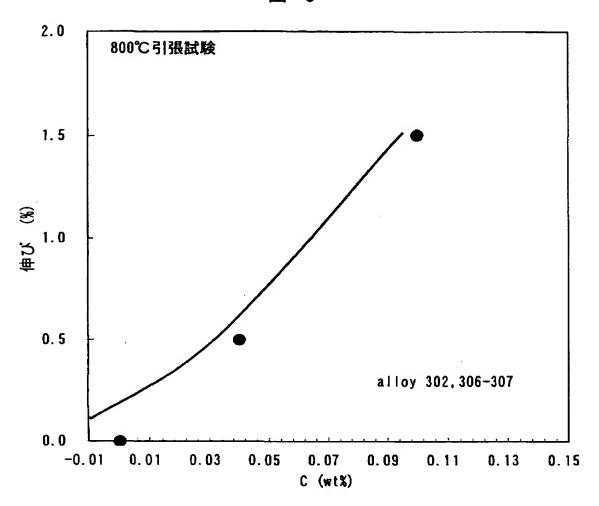


【図8】



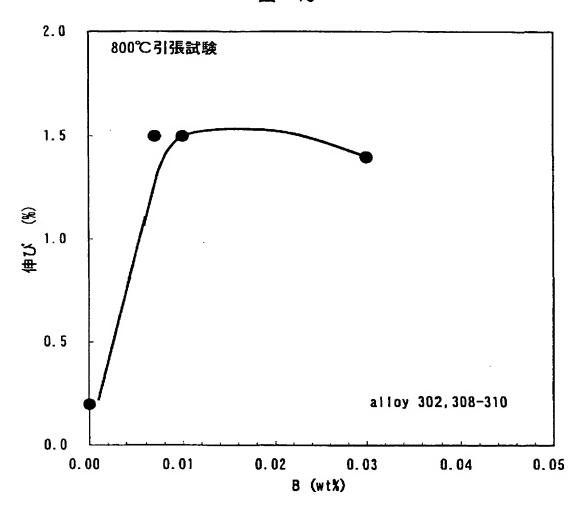
[図9]



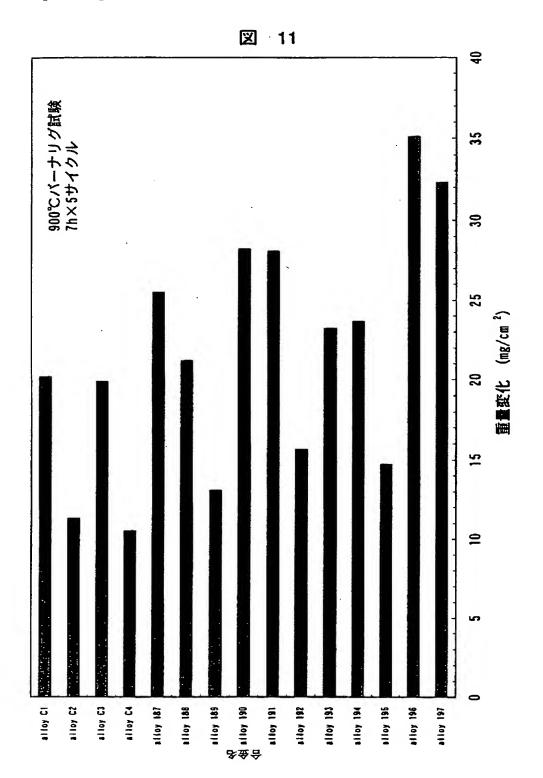


【図10】

図 10

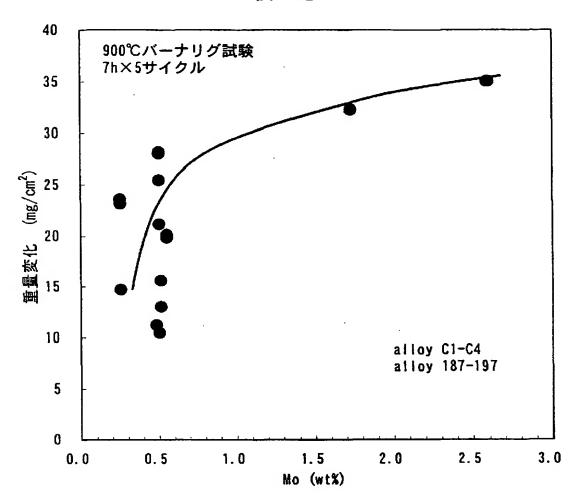


【図11】



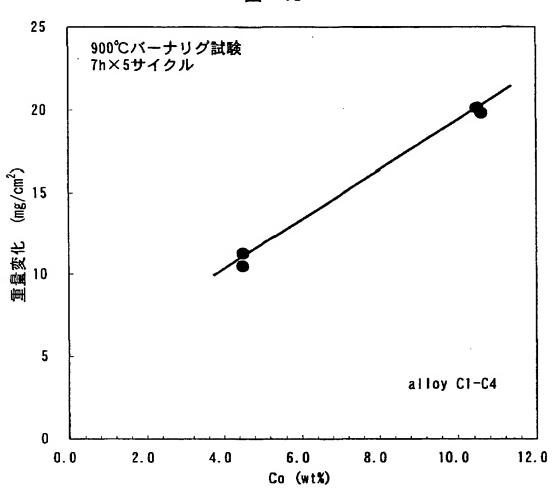
【図12】

図 12



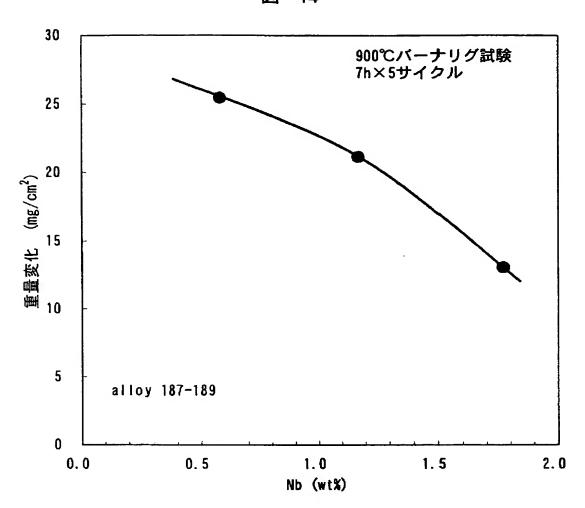
【図13】



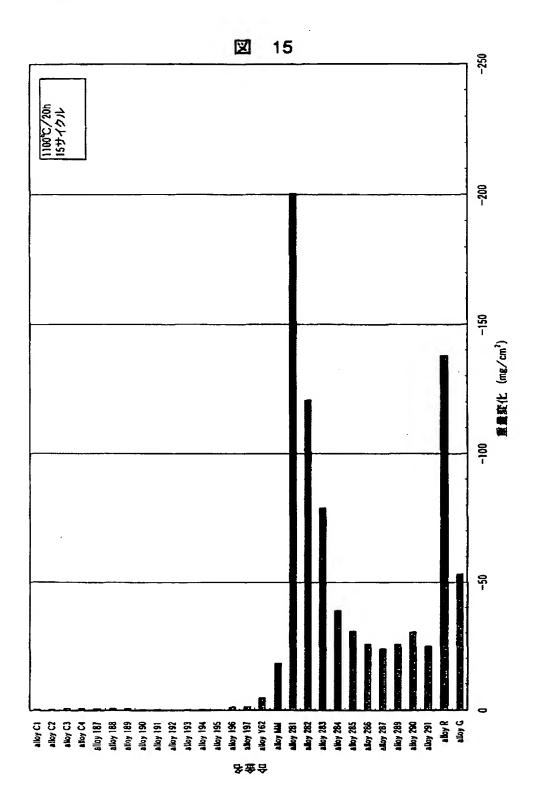


【図14】

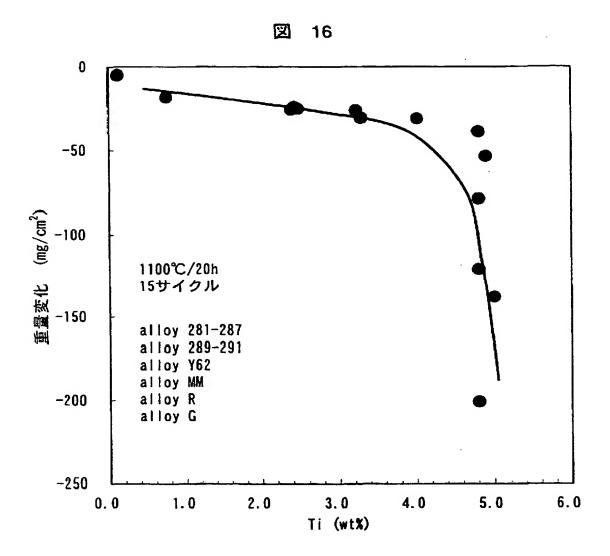




【図15】



【図16】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】

 γ 相により強化したN i 基超合金において、R e を含有せず或いはR e 量を減らしても、高い高温強度が得られ、しかも耐食性と高温耐酸化性を具備できるようにする。

【解決手段】

本発明のNi基超合金は、重量%で、C:0.01~0.5%, B:0.01~0.04%, Hf:0.1~2.5%, Co:0.8~15%, Ta:0%より多く8.5%未満, Cr:1.5~16%, Mo:0%より多く1.0% 未満, W:5~14%, Ti:0.1~4.75%, Al:2.5~7%, Nb:0%より多く4%未満, V:0~1.0%未満, Zr:0~0.1%未満, Re:0~9%未満, 白金族元素の少なくとも1種を合計で0~0.5% 未満, 希土類元素の少なくとも1種を合計で0~0.5% 未満, る土類元素の少なくとも1種を合計で0~0.1% 未満, 残部が不可避の不純物を除いてNiよりなる。

【選択図】 図1

認定・付加情報

特許出願の番号

特願2003-130966

受付番号

5 0 3 0 0 7 6 4 9 5 7

書類名

特許願

担当官

第五担当上席 0094

作成日

平成15年 5月12日

<認定情報・付加情報>

【提出日】

平成15年 5月 9日

特願2003-130966

願 人 履 歴 情 出

識別番号

[000005108]

1. 変更年月日

1990年 8月31日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区神田駿河台4丁目6番地

氏 名

株式会社日立製作所